

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-265232

(43)Date of publication of application : 26.09.2000

(51)Int.Cl. C22C 21/02
B22D 11/00
B22D 11/10
B22D 43/00
B23P 15/00
C22C 32/00
C22F 1/043
F02F 3/00
F16J 1/01
// C22C 1/02
C22F 1/00

(21)Application number : 11-069411

(71)Applicant : NIPPON LIGHT METAL CO LTD

(22)Date of filing : 16.03.1999

(72)Inventor : KAMIO HAJIME
TSUCHIYA KENJI
YAMADA TATSU

(54) ALUMINUM ALLOY PISTON EXCELLENT IN HIGH TEMPERATURE FATIGUE STRENGTH AND WEAR RESISTANCE, AND ITS MANUFACTURE

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an aluminum alloy piston exhibiting excellent fatigue strength even in a temperature region as high as 200 to 250° C.

SOLUTION: After forging, this aluminum alloy piston has a composition containing 11-13% Si, 0.2-1.2% Fe, 3.5-4.5% Cu, 0.2-0.5% Mn, 0.3-1.0% Mg, 0.01-0.2% Ti, 0.0002-0.02% B, 0.005-0.02% P, and Ca in an amount controlled to $\leq 0.005\%$. The aluminum alloy piston has a forged structure in which Si and an intermetallic compound both crystallized out at the time of casting are uniformly dispersed, in 5-35 μ m average grain size, in a matrix after forging and gas content is controlled to ≤ 0.25 cc/100 g-Al. Further, the average number of inclusions is controlled to ≤ 0.01 piece/cm² by K10 value in a stage of an ingot, and forming is performed by forging.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 01.02.2001

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3552577

[Date of registration] 14.05.2004

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

* NOTICES *

JPO and NCIP I are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] After forging, Si:11-13 % of the weight, Fe:0.2-1.2 % of the weight, Cu:3.5-4.5 % of the weight, Mn:0.2-0.5 % of the weight, Mg:0.3-1.0 % of the weight, Ti:0.01-0.2 % of the weight, B:0.0002 - 0.02 % of the weight, and P:0.005 - 0.02 % of the weight Regulate an implication and calcium to 0.005 or less % of the weight, and the remainder has the presentation of aluminum substantially. After Si and the intermetallic compound which were crystallized at the time of casting forging, homogeneity distribution is carried out with the mean particle diameter of 5-35 micrometers at a matrix. A gas content has the forging organization regulated by 0.25 cc / 100 g-aluminum or less, and the inclusion average number is 2 0.01 pieces/cm at K10 value in an ingot phase. Piston made from an aluminium alloy excellent in the fatigue-at-elevated-temperature reinforcement and abrasion resistance which are regulated below and which were fabricated by forging.

[Claim 2] After detailed-ization-processing the aluminium alloy molten metal by which the quality governing was carried out so that it may become a presentation according to claim 1 after forging. Blow in into it, Ar applying [of 0.05-0.20g / 100 g-aluminum] it to an aluminium alloy molten metal with a molten metal temperature of 750-800 degrees C for 0.5 to 1.5 hours, and degasifying of the aluminium alloy molten metal is carried out. Hold an aluminium alloy molten metal 45 minutes or more in a 750-800-degree C temperature region, and floatation of the inclusion is carried out. After carrying out deslag, carry out continuous casting of the aluminium alloy molten metal to an ingot, and homogenization of 490-510 degree-Cx 3 - 5 hours is given. The manufacture approach of the piston made from an aluminium alloy excellent in the fatigue-at-elevated-temperature reinforcement and abrasion resistance which are characterized by carrying out forging to a predetermined configuration after cooling with the cooling rate of 200 degrees C/o'clock or more, cutting the cooled ingot to the slice for forging and heating at 400-500 degrees C.

[Claim 3] The manufacture approach of the piston made from an aluminium alloy excellent in the fatigue-at-elevated-temperature reinforcement according to claim 2 and the abrasion resistance which carry out water quenching and are characterized by performing aging treatment of 160-180 degree-Cx 6 - 10 hours after performing solution treatment of 490-510 degree-Cx 3 - 5 hours to a forging.

[Claim 4] The manufacture approach of the piston made from an aluminium alloy excellent in the fatigue-at-elevated-temperature reinforcement according to claim 2 and the abrasion resistance which are characterized by performing aging treatment of 190-200 degree-Cx 5 - 7 hours to a forging.

[Translation done.]

*** NOTICES ***

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] This invention is used for various internal combustion engines, and relates to the piston made from an aluminium alloy excellent in fatigue-at-elevated-temperature reinforcement and abrasion resistance, and its manufacture approach.

[0002]

[The conventional technique and a trouble] Since lightweight nature is required, as for the engine for vehicle loading represented on a two-flower vehicle, the engine made from an aluminium alloy is used. The cylinder case which are engine components, the piston, etc. are manufacturing the aluminium alloy excellent in high temperature strength and thermal resistance by casting, forging, etc. Recently, lightweight-izing of a vehicle and an improvement of fuel consumption are strongly required from a viewpoint of earth environmental protection. Therefore, it is more lightweight also as a piston made from an aluminium alloy used for engine components, and the quality of the material which is more equal to elevated-temperature combustion is desired. When satisfying demand characteristics, promising ** of the piston made from forging is carried out from the field of thinning or quality stability. However, if the piston made from forging which has come out to the current commercial scene becomes a 200-250-degree C pyrosphere, fatigue strength will fall remarkably. At the powder-forging piston using aluminium alloy powder, high temperature strength even with a 200-250-degree C sufficient pyrosphere is maintained. However, as compared with ingot material, powder-forging material is high, and since a forging moldability is also bad, the cost of materials cannot process it into the piston of a complicated configuration.

[0003]

[Means for Solving the Problem] By being thought out that such a problem should be solved, reducing the content capacity and inclusion which do effect harmful to fatigue-at-elevated-temperature reinforcement, and making a matrix carry out homogeneity distribution of the high-melting crystallization object so much also systematically, this invention has the fatigue-at-elevated-temperature reinforcement which was excellent also in the 200-250-degree C pyrosphere as compared with the conventional material, and aims at obtaining the piston made from an aluminium alloy excellent also in forgeability. In order that the piston made from an aluminium alloy of this invention may attain the purpose, After forging, Si:11-13 % of the weight, Fe:0.2-1.2 % of the weight, Cu:3.5-4.5 % of the weight, Mn:0.2-0.5 % of the weight, Mg:0.3-1.0 % of the weight, Ti:0.01-0.2 % of the weight, B:0.0002 - 0.02 % of the weight, and P:0.005 - 0.02 % of the weight Regulate an implication and calcium to 0.005 or less % of the weight, and the remainder has the presentation of aluminum substantially. After Si and the intermetallic compound which were crystallized at the time of casting forging, homogeneity distribution is carried out with the mean particle diameter of 5-35 micrometers at a matrix. A gas content has the forging organization regulated by 0.25 cc / 100 g-aluminum or less, and the inclusion average number is 2 0.01 pieces/cm at K10 value in an ingot phase. It is regulated below and characterized by being fabricated by forging.

[0004] After this piston made from an aluminium alloy detailed-ization-processes the aluminium alloy molten metal by which the quality governing was carried out, Blow in into it, Ar applying [of 0.05-0.20g / 100 g-aluminum] it to an aluminium alloy molten metal with a molten metal temperature of 750-800 degrees C for 0.5 to 1.5 hours, and degasifying of the aluminium alloy molten metal is carried out. Hold an aluminium alloy molten metal 45 minutes or more in a 750-800-degree C temperature region, and floatation of the inclusion is carried out. After carrying out deslag, carry out continuous casting of the aluminium alloy molten metal to an ingot, and homogenization of 490-510 degree-Cx 3 - 5 hours is given. After cooling with the cooling rate of 200 degrees C/o'clock or more, cutting the cooled ingot to the slice for forging and heating at 400-500 degrees C, it is manufactured by carrying out forging to a predetermined configuration. Need reinforcement is given by the deposit of Mg₂Si, aluminum₂ Cu, etc., when carrying out water quenching and performing aging treatment of 160-180 degree-Cx 6 - 10 hours to a forging, after performing solution treatment of 490-510 degree-Cx 3 - 5 hours. Moreover, aging treatment of 190-200 degree-Cx 5 - 7 hours can also be performed after forging.

[0005]

[Function] In order to raise the high temperature strength of the piston made from an aluminium alloy, it is required to lessen the content gas and inclusion which high temperature strength is raised and serve as a nucleus of fatigue breaking. In this invention, high temperature strength is raised by controlling by forging the

intermetallic compound and primary phases Si which are crystallized at the time of casting, such as Fe, Cu, and Si, in moderate size, and making a matrix carry out homogeneity distribution, suppressing softening of the aluminum solid solution of a matrix. Moreover, abrasion resistance is improved by controlling a primary phase Si in moderate size, and making the detailed eutectic Si crystallize as greatly as possible. Hereafter, the monograph affair specified by this invention is explained.

[0006] [The component and presentation] after forging

Si: It is an alloy content effective in 11 - 13-% of the weight abrasion resistance, and thermal resistance, and also present the operation which reduces the coefficient of thermal expansion in a pyrosphere. Again. By aging treatment, it deposits as Mg₂ Si and the mechanical strength of an alloy ingredient is raised. However, if Si content exceeds 13 % of the weight, even if it carries out [second] the cooling rate at the time of continuous casting early in 100 degrees C /or more, it will become easy to generate the big and rough primary phase Si with which particle size exceeds 50 micrometers. It serves as a nucleus of fatigue breaking in order to remain as a still big configuration also after the big and rough primary phase Si is broken by forging, and it becomes the cause of reducing the mechanical strength and fatigue strength in a room temperature and a pyrosphere. However, reinforcement and abrasion resistance run short in Si content which is not filled to 11% of the weight.

Fe: The intermetallic compound of an aluminum-Fe system or an aluminum-Fe-Si system with the high 0.2 - 1.2-% of the weight melting point presents the operation which raises tensile strength and fatigue strength when put to the pyrosphere to which an alloy ingredient exceeds 200 degrees C, and effectiveness becomes remarkable at 0.2 % of the weight or more of Fe contents. However, if a lot of Fe(s) exceeding 1.2 % of the weight are contained, crystallization of the big and rough intermetallic compound used as the nucleus of fatigue breaking will be promoted, and effect harmful to elongation, a forging moldability, and toughness will be done.

[0007] Cu: It is the alloy content which carries out solid solution strengthening of the matrix 3.5 to 4.5% of the weight, and the addition effectiveness of Cu becomes remarkable with 3.5% of the weight or more of a content. Cu which dissolved deposits as aluminum₂ Cu by aging treatment, and also presents the operation which raises the reinforcement of an alloy ingredient. However, the improvement effectiveness in tensile strength by Cu is saturated with 4.5 % of the weight. If Cu of the excessive amount to which it exceeds 4.5 % of the weight although it distributes to a matrix and aluminum₂ Cu crystallized at the time of casting raises high temperature strength since the degree of hardness is high is contained, it will become easy to crystallize big and rough aluminum₂ Cu used as the nucleus of fatigue breaking, and a forging moldability and corrosion resistance will also fall.

Mn: Crystallize as an aluminum-Mn system compound 0.2 to 0.5% of the weight, and present the operation which improves thermal resistance and abrasion resistance. Act on an aluminum-Fe system compound needlelike at the time of crystallization, the massive compound of an aluminum-Fe-Mn system is made to carry out gestalt change, and an aluminum-Mn system compound controls the fall of toughness. Such an operation and effectiveness become remarkable with 0.2% of the weight or more of Mn content. However, if Mn of the excessive amount exceeding 0.5 % of the weight is contained, the big and rough compound of an aluminum-Si-Fe-Mn system will crystallize, and it will become the cause of making a crack inducing at the time of plastic working, such as extrusion and forging, and will lead also to the fall of reinforcement or elongation. Since a big and rough aluminum-Si-Fe-Mn system compound serves as a nucleus of fatigue breaking, it is harmful also for ordinary temperature and fatigue-at-elevated-temperature reinforcement.

[0008] Mg: Deposit as Mg₂ Si by aging treatment 0.3 to 1.0% of the weight, and raise the mechanical strength of an alloy ingredient. The improvement effectiveness in on the strength is seen with 0.3% of the weight or more of Mg content, and becomes large according to increase in quantity of Mg content. However, if Mg of the excessive amount exceeding 1.0 % of the weight is contained, the fall of elongation will be remarkable and plastic workability will also fall.

Ti: In order to make casting crystal grain detailed 0.01 to 0.2% of the weight, it is the alloy content added as an aluminum-Ti-B alloy. The detailed-ized effectiveness of cast structure becomes remarkable with 0.01% of the weight or more of Ti content. By making casting crystal grain detailed, an intermetallic compound with the high melting point becomes mesh-like, and crystallizes to a grain boundary. It is finely broken by forging which follows, and distributes by it, and a mesh-like intermetallic compound raises thermal resistance and fatigue-at-elevated-temperature reinforcement. However, it is AlTi₃ when Ti of the excessive amount exceeding 0.2 % of the weight is added. A big and rough needlelike compound crystallizes, it is easy to become the nucleus of fatigue breaking, and reinforcement and elongation also fall.

[0009] It is the component added by the aluminium alloy molten metal with Ti as a detailed-ized agent B:0.0002 to 0.02% of the weight. However, since a lot of B tended to have generated the big and rough intermetallic compound which combines with Ti, V, etc. and serves as a nucleus of fatigue breaking, it set B content as 0.0002 - 0.02% of the weight of the range on balance with detailed-ized effectiveness by this invention.

Although it is the component used from the former as a detailed-ized agent of the primary phase Si added by the hypereutectic alloy of 13 % of the weight or more of Si contents P:0.005 to 0.02% of the weight, the inclination for the particle size of Eutectic Si to become large by P addition is shown. Detailed-ization of a primary phase Si becomes remarkable with 0.005% of the weight or more of P content. In the hypoeutectic

presentation of 11 - 13 % of the weight of Si contents, when various effects of P exerted on the size of a primary phase Si and Eutectic Si were investigated and studied, as a result of a primary phase's Si making it detailed by P addition and Eutectic's Si becoming coarse, the particle-size difference of a primary phase Si and Eutectic Si became small, and the knowledge of a distribution condition also being equalized was carried out. Homogeneity distribution of a primary phase Si and Eutectic Si is effective in the mechanical strength in a pyrosphere, fatigue strength, and abrasion resistance. However, when P content exceeds 0.02 % of the weight, the oxide of P mixes in a molten metal and the inclination which inclusion harmful to fatigue strength increases is shown.

calcium: It is the component which presents the operation which makes Eutectic Si detailed 0.005 or less % of the weight. By this invention, since Eutectic Si is enlarged and was made to contribute to abrasion resistance, it was prescribed to 0.005% of the weight that the upper limit of calcium content did not affect detailed-ization of Eutectic Si. Moreover, since calcium content is reduced, an operation of P which makes a primary phase Si detailed is discovered effectively.

[0010] If a lot of [the piston made from an aluminium alloy by which [degasifying processing] forging was carried out] gas is contained, although the porosity of a gas reason is crushed by forging, while using it by the 200-250-degree C pyrosphere, content gas gathers to a piece place and tends to become the nucleus of a fatigue crack. When the demand characteristics of the piston made from an aluminium alloy used by the pyrosphere were taken into consideration, the experimental result shown in drawing 1 by this invention person etc. showed that the gas content of 0.25 cc / 100 g-aluminum or less were effective. In order to lower a gas content, in this invention, degasifying is enough carried out by blowing Ar gas which does not make a melting aluminium alloy molten metal produce viscosity in a molten metal phase. This point and N2 Since gas makes viscosity of a molten metal high, it is not desirable. It is important to maintain an aluminium alloy molten metal in a 750-800-degree C temperature region on the occasion of blowing in of Ar gas. If molten metal temperature is less than 750 degrees C, viscosity will arise in a molten metal and it will be hard coming to escape blown Ar gas. Conversely, at the molten metal temperature exceeding 800 degrees C, the life of a furnace becomes short. The method which carries out continuation degasifying of the ** which uses the casting facility equipped with the degasifying unit as degasifying by Ar gas blowing in, for example, results in metal mold to the flowing molten metal at the time of casting is also employable. In order to make it distribute in a molten metal by using as detailed air bubbles Ar gas blown into blowing in of Ar gas, the injection method which used the rotation nozzle is desirable. The detailed air bubbles of Ar gas adsorb gas constituents, such as H contained in the molten metal, and carry out floatation from a molten metal. In order to carry out degasifying of the molten metal effectively, it is required to blow Ar gas of 0.05-0.20g / 100 g-aluminum over 0.5 - 1.5 hours. The degasifying effectiveness is saturated with Ar capacity and blowing-in time amount of under a default, even if the degasifying effectiveness by Ar gas blowing in is inadequate and Ar capacity and blowing-in time amount exceed a default conversely.

[0011] When holding the molten metal which [stewing processing] degasifying processing ended 45 minutes or more in a 750-800-degree C temperature region, inclusion, such as a protective agent of aluminum 2O3, other oxides, brick waste, and a tool, carries out floatation from a molten metal. It becomes easy to separate inclusion from a molten metal, so that molten metal temperature is high. At the molten metal temperature of less than 750 degrees C, the viscosity of a molten metal is large and inclusion cannot surface easily. Moreover, in the holding time which does not reach in 45 minutes, surfacing of inclusion does not fully advance. However, at the molten metal temperature exceeding 800 degrees C, the thermal load of furnace wall refractories is large, and the life of a furnace becomes short. Degasifying and the molten metal by which raking out the slag was carried out are poured into mold through ** with a holding furnace. Degasifying of the molten metal which flows ** is carried out continuously, filter equipment is passed, when carrying out the trap of the inclusion which is floating to the molten metal further by the weir, a filter cartridge, etc., the molten metal to which cleanliness became still higher is poured into mold, and an ingot with little inclusion is obtained.

[0012] The molten metal by which [casting] defecation was carried out is poured in into mold, and continuous casting is carried out to the ingot of a predetermined configuration. the method which sped up the cooling rate of a molten metal as a casting method in order to make a dendrite arm spacing small (preferably 50 micrometers or less) — DC casting is specifically adopted. DC casting may be any of vertical-type casting or horizontal-type casting. Since the aluminium alloy used by this invention contains Ti and B as a detailed-ized agent, it serves as an ingot with detailed casting crystal grain. However, since cast structure tends to become a columnar crystal in the alloy presentation specified by this invention, it is desirable to make equiaxed grain increase as much as possible by detailed-ized processing. Since [that a dendrite arm spacing is small] casting crystal grain is detailed, it distributes finely by the shape of a mesh, and intermetallic compounds, such as an aluminum-Fe system with the high melting point, an aluminum-Cu system, an aluminum-Mn system, and an aluminum-Si-Fe (Mn) system, are crystallized on a casting grain boundary and a dendrite arm boundary. Since the crystallized intermetallic compound is broken still more finely at the time of the extrusion of a back process, or forging and distributes to a matrix, the strength in high temperature of a forging improves.

[0013] Since an ingot is obtained from degasifying and the aluminium alloy molten metal which reduced inclusion by maintenance processing, its carried-in inclusion has decreased extremely. Usually, if it has die length of 0.1-3mm and the fracture surface of an ingot is investigated with a magnifier 10 times, the inclusion intermingled in a forging will be blackish and will be observed. Then, this invention person converted into per

unit area the number of the inclusion which observed the fracture surface of an ingot with the magnifier 10 times, and counted it, and calculated K10 value. And when the relation between K10 value and fatigue strength was investigated, K10 value is 2 0.01 pieces/cm. When it became below, it turned out that fatigue strength improves notably. On the other hand, K10 value is 2 0.01 pieces/cm. If it exceeds, inclusion will tend to become the nucleus of a fatigue crack and the fatigue-at-elevated-temperature reinforcement required of a piston will not be obtained. The round bar of a minor diameter is made from an ingot through an extrusion process, and the slice started from the round bar is forged. In this case, consideration of the configuration of the piston which is the last gestalt uses an ingot with a diameter of 100-400mm. Or after removing the scale on the front face of an ingot by facing, it is also possible to start and forge a slice from an ingot, without passing through an extrusion process. In this case, an ingot with a diameter of 50-100mm is used.

[0014] [Homogenization] In order that the obtained ingot may make Si, Mg, and Cu dissolve enough to a matrix and may raise aging treatment hardening, it homogenizes it in 490-510 degree-Cx3 - 5 hours. In the heating time which does not reach in whenever [stoving temperature / of less than 490 degrees C], or 3 hours, dissolution-ization does not fully tend to advance but effective doses, such as Si, Mg, and Cu, tend to be insufficient at the time of aging treatment. However, there is a possibility of dissolving partially in whenever [exceeding 510 degrees C / stoving temperature] (burning), the rise of the effectiveness which balanced time amount in long duration heating exceeding 5 hours is not seen, and it is not economical. The ingot which it homogenized is cooled with the cooling rate of 200 degrees C/o'clock or more. Sufficient amount of Si, Mg, and Cu is maintained by the dissolution condition by this, and the amount of deposits effective in grant on the strength is secured at the time of aging treatment. When a cooling rate is less than o'clock in 200 degrees C /, Mg2 Si, aluminum2 Cu, etc. tend to deposit by the cooling process, and effective doses, such as Si, Mg, and Cu, tend to be insufficient at the time of aging treatment.

[0015] After the ingot which is the diameter of 100-400mm which [forging] homogenization ended is cut by the billet for extrusion and extruded by the round bar for forging, it is started by the predetermined slice. In the ingot whose diameter is 50-100mm, after facing removes the scale on the front face of an ingot, without passing through an extrusion process, it is started by the slice for forging. It is also possible to use for forging the slice started from the ingot, without removing a scale. In this case, use of the metal mold (JP,10-118735,A) which prepared metal ***** between the inside of a female mold parallel to the forging direction and the punch section external surface of a male prevents mixing of the scale to a forging. In advance of forging, hot forging of the slice for forging is heated and carried out to 400-500 degrees C. When heating the slice for forging in a 400-500-degree C temperature region, a smooth flow of metal is promoted within forging metal mold, and the pressure at the time of forging is also small as compared with cold forging, and it ends.

[0016] The heated slice for forging is set to forging metal mold, and carries out forging to a predetermined configuration. An ingredient is elaborated with forging and toughness is given to a product. Moreover, since mesh-like crystallization objects, such as the primary phase Si generated at the time of casting and an intermetallic compound, are finely broken by forging and distribute to a matrix, thermal resistance improves. If a primary phase Si and an intermetallic compound are crushed in mean particle diameter of 5-35 micrometers with forging and a matrix is made to carry out homogeneity distribution especially, since crystallization objects, such as the primary phase Si used as the nucleus of fatigue breaking, will be lost, ordinary temperature and fatigue-at-elevated-temperature reinforcement are improved. If the crystallization object exceeding the mean particle diameter of 35 micrometers is distributed over the organization after forging, it will be easy to become the nucleus of a fatigue crack. It is also effective in a wear-resistant improvement that the big primary phase Si is broken with forging by the size which is the mean particle diameter of 5-35 micrometers. Both the reverse extrusion which a mandrel is forced [reverse extrusion] on the fixed slice as a forging method, and makes metal flow along with a mandrel, and the forward extrusion which a slice is forced [forward extrusion] on the fixed mandrel and makes metal flow along with a mandrel are employable.

[0017] In order that [heat treatment] forging may give the mechanical property demanded as a piston, after performing solution treatment of 490-510 degree-Cx3 - 5 hours, water quenching is carried out and aging treatment of 160-180 degree-Cx6 - the 10 time amount is carried out. Mg, Si, Cu, etc. are made to dissolve enough to a matrix in solution treatment. Dissolution conditions, such as Mg, Si, and Cu, are maintained to ordinary temperature with water quenching, by aging treatment, it is made to deposit as Mg2 Si, aluminum2 Cu, etc., and predetermined reinforcement is given. Moreover, aging treatment of 190-200 degree-Cx 5 - 7 hours can be performed without carrying out solution treatment for dimensional change prevention of a forging, and reinforcement can also be given. A need part is machined and a product piston is made to the forging by which aging treatment was carried out.

[0018]

[Example] The aluminium alloy molten metal which carried out the quality governing to the predetermined presentation was maintained at 770 degrees C, and from the rotation nozzle immersed in the molten metal, Ar gas of 0.1g / 100 g-aluminum was made to inject for 40 minutes, and carried out degasifying. Subsequently, after holding the molten metal for 60 minutes at 760 degrees C and carrying out floatation of the inclusion, vertical-type DC casting was carried out at the ingot with a diameter [of 86mm], and a die length of 5m. Homogenization of 500 degree-Cx 4 hours was given to the ingot, and forced-air cooling was carried out by the fan with the cooling rate of 250 degrees C/o'clock. 2mm facing of the ingot front face after cooling in thickness was carried out, and the slice for forging with a die length of 21mm was started. The slice 1 for

forging was set in the forging equipment of the reverse extrusion method showing an outline in drawing 2. While heating the slice 1 for forging at 460 degrees C in advance of forging, female mold 2 and metal mold 3 equipped with punch were heated at 200–250 degrees C. The mandrel 4 was stuffed into the slice 1 for forging on female mold 2 from the upper part, and the welding pressure of 350t was applied to the slice 1 for forging. The tip of a mandrel 4 ate into the slice 1 for forging, and as metal showed by the arrow head F, along with the mandrel 4, it flowed up. After dropping a mandrel 4 to a predetermined location, while drawing out the mandrel 4, the punch built in female mold 2 was raised, and the forging with the diameter of 84mm and a piston configuration with a height of 47mm was picked out from metal mold 3. Upsetting **** at this time was 76% in the head section.

[0019] Water quenching of the solution treatment of 500 degree-Cx 4 hours was performed and carried out to the forging, and aging treatment was carried out in 170 degree-Cx 8 hours. The mechanical property was investigated, while gazing at the organization after aging treatment and measuring the gas content. in addition, a gas content — the forging after aging treatment to a sample — starting — run ZURE — it measured by law. Since the forging was fractured with the hammer and it ran away about inclusion, the slice started from the casting rod was broken with the hammer, the fracture surface was observed with the magnifier 10 times, the number of inclusion was counted, and K10 value was calculated. Observation area is 2 20cm in all of both fracture surface. It carried out. The presentation of the obtained piston is shown in Table 1. Front Naka and the comparison alloys A and B are the examples which did not make a primary phase Si detailed by P, among those the comparison alloy A made Eutectic Si detailed by Sb. As a result of gazing at a microstructure after aging treatment, a gas content is shown in Table 2. The measurement result of tensile strength and fatigue strength is shown in Table 3.

[0020] Compared with the comparison article A and B, as for this invention article C–F, the tensile strength and fatigue strength in an elevated temperature are large so that clearly from Table 3. Although the comparison article A had the presentation equivalent to the present forging piston, since the primary phase Si was not made detailed by P, as the mean particle diameter of a primary phase Si showed in Table 2, it was large, and since Eutectic Si was made detailed by Sb, it was small. Consequently, the big primary phase Si serves as a nucleus of a fatigue crack, and acts, and it is imagined as what brought a result of Table 3 in which fatigue-at-elevated-temperature reinforcement is inferior, and appeared. And since there are few contents of Cu and Fe, as compared with this invention article, high temperature strength is inferior in the comparison article A. Since there are few contents of Cu, Mn, and Ti, the comparison article B has few amounts of a high-melting crystallization object, and high temperature strength shows the low value. And since there was extremely little Cu, fatigue strength was also inferior in the primary phase Si few small [the gap from the eutectic point] therefore. On the other hand, this invention article C–G showed the tensile strength and fatigue strength which were excellent also in ordinary temperature and hot any. When checking this mechanical property with the crystallization object measurement result of Table 2, it turns out that it is effective in a mechanical strength, fatigue strength, and heat-resistant improvement to control the primary phase Si, Eutectic Si, and the intermetallic compound after forging in proper size.

[0021]

表 1：製造されたアルミニウム合金製ピストンの成分・組成

試料 記号	合 金 成 分 及 び 含 有 量 (重量%)									区 分
	S i	F e	C u	M n	M g	T i	B	S b	P	
A	10.5	0.18	3.0	0.7	0.5	0.1	0.0070	0.15	0	比 較 例
B	11.2	0.21	0.9	0.0	1.0	0.0	0.0050	0	0	
C	11.1	0.22	3.5	0.3	0.5	0.1	0.0020	0	0.0065	本 発 明 例
D	12.5	0.41	4.1	0.2	0.8	0.2	0.0041	0	0.0082	
E	11.7	0.36	4.0	0.2	0.8	0.2	0.0037	0	0.0098	
F	12.1	0.83	4.5	0.3	0.8	0.1	0.0025	0	0.0085	
G	11.9	0.82	4.5	0.5	0.9	0.2	0.0041	0	0.0093	

[0022]

表2：時効処理されたアルミニウム合金製ピストンのマイクロ組織

試料 記号	晶出物の平均粒径 (μm)		ガス含有量 (cc/100g - Al)	K ₁₀ 値	区 分
	初晶 Si	共晶 Si 及び他の金属間化合物			
A	120	3.8	0.19	0.004	比較 例
B	18	4.2	0.20	0.006	
C	30	6.2	0.15	0.006	本 発 明 例
D	28	5.8	0.19	0.002	
E	29	6.3	0.21	0.006	
F	27	6.2	0.22	0.003	
G	29	5.7	0.18	0.001	

[0023]

表3：時効処理されたアルミニウム合金製ピストンの機械的特性

試料 記号	引張強さ (MPa)				疲労強度 (MPa)				区 分
	室温	150℃	200℃	250℃	室温	150℃	200℃	250℃	
A	471	343	196	98	165	137	96	62	比較 例
B	382	275	206	88	154	129	91	60	
C	481	373	216	95	168	139	107	67	本 発 明 例
D	476	403	270	116	167	139	108	67	
E	483	409	272	117	169	140	109	68	
F	482	407	271	114	168	139	108	68	
G	485	408	273	117	169	141	109	69	

疲労強度は、 10^7 サイクルの値で示す。

[0024] Subsequently, after carrying out degasifying of the aluminium alloy molten metal with the presentation D of Table 1, maintenance processing was carried out in a short time for 15 minutes at 720 degrees C and comparatively low temperature, and others manufactured the piston under the same conditions. For the obtained piston, although there are few gas contents as 0.20 cc / 100 g-aluminum, the inclusion number is 2 0.25 pieces/cm at K10 value. It was much. Moreover, fatigue-at-elevated-temperature reinforcement showed 56MPa(s) (107 cycle) and a low value at 250 degrees C. Low fatigue-at-elevated-temperature reinforcement is imagined to be the result on which a lot of inclusion acted as a nucleus of a fatigue crack.

[0025] Furthermore, degasifying of the aluminium alloy molten metal with the presentation E of Table 1 was carried out at 760 degrees C for 15 minutes, by the request, inclusion was removed under the same conditions as this invention article, and the piston was manufactured. There are many gas contents of the obtained piston as 0.35 cc / 100 g-aluminum, and the inclusion number is K10=0.003 piece/cm². The small value was shown. Fatigue-at-elevated-temperature reinforcement showed 59MPa(s) (107 cycle) and a low value at 250 degrees C. Low fatigue-at-elevated-temperature reinforcement is imagined to be what has a cause in a lot of gas contained at the piston. When the abrasion resistance of each piston was investigated, as shown in Table 4, this invention article C-G showed abrasion resistance better than the comparison article A and B, though the conventional comparison article A and B and conventional Si content were the same level. Although the eutectic Si of the comparison article A and B is as small as the mean particle diameter of 3.8 micrometers, and 4.2 micrometers, since this enlarges particle size of Eutectic Si by P processing and contains comparatively a lot of Fe(s) and Cu(s), it is imagined to be what Eutectics Si and Fe and the crystallization object of Cu system have contributed to wear-resistant improvement by this invention article C-G.

[0026]

表4：各合金から鍛造で作られたピストンの耐摩耗性

区分	試料記号	比摩耗量 ($\times 10^{-7} \text{mm}^2/\text{kg}$)
比較合金	A	7.95
	B	9.94
本発明合金	C	6.08
	D	6.23
	E	6.12
	F	6.11
	G	6.14

(試験条件)

試験機：大越式

摩耗子：FC30

荷重：2.1 kg.

回転速度：1.2 m/秒

回転距離：600 m

[0027]

[Effect of the Invention] As explained above, the piston made from an aluminium alloy of this invention is stopping a gas content and the inclusion number low in the system as which the component and the presentation were specified while making it the forging organization which the primary phase Si crystallized at the time of casting, Eutectic Si, and the intermetallic compound were controlled [organization] in proper size, and did homogeneity distribution. It is used as a piston for engines in the inclination for this to show a mechanical strength and fatigue strength excellent in ordinary temperature and an elevated temperature, and to harness lightweight nature, and for a thermal load to become large.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] The graph showing the effect of the gas content exerted on tensile strength

[Drawing 2] The explanatory view which forges into a piston the slice set to forging metal mold

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-265232

(P2000-265232A)

(43) 公開日 平成12年9月26日 (2000.9.26)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード* (参考)
C 2 2 C 21/02		C 2 2 C 21/02	3 J 0 4 4
B 2 2 D 11/00		B 2 2 D 11/00	E 4 E 0 1 4
	11/10	11/10	H
	43/00	43/00	A
B 2 3 P 15/00		B 2 3 P 15/00	Z
審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 8 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願平11-69411

(22) 出願日 平成11年3月16日 (1999.3.16)

(71) 出願人 000004743

日本軽金属株式会社

東京都品川区東品川二丁目2番20号

(72) 発明者 神尾 一

東京都品川区東品川二丁目2番20号 日本
軽金属株式会社内

(72) 発明者 土屋 健二

静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号
日本軽金属株式会社グループ技術センター
内

(74) 代理人 100092392

弁理士 小倉 亘

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高温疲労強度及び耐摩耗性に優れたアルミニウム合金製ピストン及びその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 200~250℃の高温域においても優れた疲労強度を示すアルミニウム合金製ピストンを提供する。

【構成】 このアルミニウム合金製ピストンは、鍛造後に Si : 11~13%, Fe : 0.2~1.2%, Cu : 3.5~4.5%, Mn : 0.2~0.5%, Mg : 0.3~1.0%, Ti : 0.01~0.2%, B : 0.0002~0.02%, P : 0.005~0.02% を含み、Ca を 0.005% 以下に規制し、 casting 時に晶出した Si 及び金属間化合物が鍛造後に平均粒径 5~35 μm でマトリックスに均一分散し、ガス含有量が 0.25 cc/100 g - Al 以下に規制された鍛造組織を持ち、鋳塊段階で介在物平均個数が K₁₀ 値で 0.01 個/cm² 以下に規制され、鍛造加工で成形されている。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 鍛造後に Si : 11~13 重量%, Fe : 0.2~1.2 重量%, Cu : 3.5~4.5 重量%, Mn : 0.2~0.5 重量%, Mg : 0.3~1.0 重量%, Ti : 0.01~0.2 重量%, B : 0.0002~0.02 重量%, P : 0.005~0.02 重量% を含み、Ca を 0.005 重量% 以下に規制し、残部が実質的に Al の組成をもち、鍛造時に晶出した Si 及び金属間化合物が鍛造後に平均粒径 5~35 μm でマトリックスに均一分散し、ガス含有量が 0.25 cc/100 g-Al 以下に規制された鍛造組織を持ち、鑄塊段階で介在物平均個数が K_{10} 値で 0.01 個/ cm^2 以下に規制されている、鍛造加工で成形された高温疲労強度及び耐摩耗性に優れたアルミニウム合金製ピストン。

【請求項 2】 鍛造後に請求項 1 記載の組成となるように成分調整されたアルミニウム合金溶湯を微細化処理した後、0.05~0.20 g/100 g-Al の Ar ガスを溶湯温度 750~800℃ のアルミニウム合金溶湯に 0.5~1.5 時間かけて吹き込んでアルミニウム合金溶湯を脱ガスし、アルミニウム合金溶湯を 750~800℃ の温度域に 45 分以上保持して介在物を浮上分離させ、脱滓した後、アルミニウム合金溶湯を鑄塊に連続鑄造し、490~510℃×3~5 時間の均質化処理を施し、200℃/時以上の冷却速度で冷却し、冷却された鑄塊を鍛造用スライスに切断し、400~500℃ に加熱した後、所定形状に鍛造加工することを特徴とする高温疲労強度及び耐摩耗性に優れたアルミニウム合金製ピストンの製造方法。

【請求項 3】 鍛造品に 490~510℃×3~5 時間の溶体化処理を施した後、水焼入れし、160~180℃×6~10 時間の時効処理を施すことを特徴とする請求項 2 記載の高温疲労強度及び耐摩耗性に優れたアルミニウム合金製ピストンの製造方法。

【請求項 4】 鍛造品に 190~200℃×5~7 時間の時効処理を施すことを特徴とする請求項 2 記載の高温疲労強度及び耐摩耗性に優れたアルミニウム合金製ピストンの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、各種内燃機関に使用され、高温疲労強度及び耐摩耗性に優れたアルミニウム合金製ピストン及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来技術及び問題点】 2 輪車に代表される車輛搭載用のエンジンは、軽量性が要求されることからアルミニウム合金製のエンジンが使用されている。エンジン部品であるシリンダケース、ピストン等は、高温強度及び耐熱性に優れたアルミニウム合金を鑄造、鍛造等で製造している。最近では、地球環境保護の観点から車輛の軽量化及び燃費の改善が強く要求されている。そのため、エン

ジン部品に使用されるアルミニウム合金製ピストンとしても、より軽量で、より高温燃焼に耐える材質が望まれている。要求特性を満足させる上では、薄肉化や品質安定性の面から鍛造製ピストンが有望視されている。ところが、現在市場に出ている鍛造製ピストンは、200~250℃ の高温域になると疲労強度が著しく低下する。アルミニウム合金粉末を用いた粉末鍛造ピストンでは、200~250℃ の高温域でも十分な高温強度を維持する。しかし、粉末鍛造材は、溶製材に比較すると材料費が高く、鍛造成形性も悪いために複雑形状のピストンには加工できない。

【0003】

【課題を解決するための手段】 本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、高温疲労強度に有害な影響を及ぼす含有ガス量及び介在物を低減し、組織的にも高融点晶出物を多量にマトリックスに均一分散させることにより、200~250℃ の高温域においても従来材に比較して優れた高温疲労強度をもち、鍛造性にも優れたアルミニウム合金製ピストンを得ることを目的とする。本発明のアルミニウム合金製ピストンは、その目的を達成するため、鍛造後に Si : 11~13 重量%, Fe : 0.2~1.2 重量%, Cu : 3.5~4.5 重量%, Mn : 0.2~0.5 重量%, Mg : 0.3~1.0 重量%, Ti : 0.01~0.2 重量%, B : 0.0002~0.02 重量%, P : 0.005~0.02 重量% を含み、Ca を 0.005 重量% 以下に規制し、残部が実質的に Al の組成をもち、鍛造時に晶出した Si 及び金属間化合物が鍛造後に平均粒径 5~35 μm でマトリックスに均一分散し、ガス含有量が 0.25 cc/100 g-Al 以下に規制された鍛造組織を持ち、鑄塊段階で介在物平均個数が K_{10} 値で 0.01 個/ cm^2 以下に規制されており、鍛造加工で成形されていることを特徴とする。

【0004】 このアルミニウム合金製ピストンは、成分調整されたアルミニウム合金溶湯を微細化処理した後、0.05~0.20 g/100 g-Al の Ar ガスを溶湯温度 750~800℃ のアルミニウム合金溶湯に 0.5~1.5 時間かけて吹き込んでアルミニウム合金溶湯を脱ガスし、アルミニウム合金溶湯を 750~800℃ の温度域に 45 分以上保持して介在物を浮上分離させ、脱滓した後、アルミニウム合金溶湯を鑄塊に連続鑄造し、490~510℃×3~5 時間の均質化処理を施し、200℃/時以上の冷却速度で冷却し、冷却された鑄塊を鍛造用スライスに切断し、400~500℃ に加熱した後、所定形状に鍛造加工することにより製造される。490~510℃×3~5 時間の溶体化処理を施した後、水焼入れし、160~180℃×6~10 時間の時効処理を鍛造品に施すとき、 Mg_2Si 、 Al_2Cu 等の析出により必要強度が付与される。また、鍛造後に 190~200℃×5~7 時間の時効処理を施すことも

できる。

【0005】

【作用】アルミニウム合金製ピストンの高温強度を上昇させるためには、高温強度を向上させ、疲労破壊の核となる含有ガス及び介在物を少なくすることが必要である。本発明では、鑄造時に晶出するFe、Cu、Si等の金属間化合物及び初晶Siを鍛造によって適度なサイズに制御し且つマトリックスに均一分散させることにより、マトリックスのアルミニウム固溶体の軟化を抑えながら高温強度を向上させている。また、初晶Siを適度なサイズに制御し、微細な共晶Siをなるべく大きく晶出させることにより、耐摩耗性を改善している。以下、本発明で特定した各条件を説明する。

【0006】〔鍛造後の成分・組成〕

Si：11～13重量%

耐摩耗性、耐熱性に有効な合金成分であり、高温域における熱膨張係数を低下させる作用も呈する。また、時効処理によってMg₂Siとして析出し、合金材料の機械的強度を向上させる。しかし、Si含有量が13重量%を超えると、連続鑄造時の冷却速度を100℃/秒以上に早くしても粒径が50μmを超える粗大な初晶Siが発生し易くなる。粗大な初晶Siは、鍛造で碎かれた後でも依然として大きな形状として残るため疲労破壊の核となり、室温及び高温域での機械的強度及び疲労強度を低下させる原因となる。しかし、11重量%に満たないSi含有量では、強度及び耐摩耗性が不足する。

Fe：0.2～1.2重量%

融点の高いAl-Fe系又はAl-Fe-Si系の金属間化合物は、合金材料が200℃を超える高温域に曝されたとき、引張強さ及び疲労強度を高める作用を呈し、Fe含有量0.2重量%以上で効果が顕著になる。しかし、1.2重量%を超える多量のFeが含まれると、疲労破壊の核となる粗大な金属間化合物の晶出を促進させ、伸び、鍛造成形性、靱性に有害な影響を及ぼす。

【0007】Cu：3.5～4.5重量%

マトリックスを固溶強化する合金成分であり、3.5重量%以上の含有量でCuの添加効果が顕著になる。固溶したCuは、時効処理によってAl₂Cuとして析出し、合金材料の強度を向上させる作用も呈する。しかし、Cuによる引張強さ向上効果は4.5重量%で飽和する。鑄造時に晶出したAl₂Cuは、硬度が高いためマトリックスに分散して高温強度を上昇させるが、4.5重量%を超える過剰量のCuが含まれると、疲労破壊の核となる粗大なAl₂Cuが晶出し易くなり、鍛造成形性及び耐食性も低下する。

Mn：0.2～0.5重量%

Al-Mn系化合物として晶出し、耐熱性や耐摩耗性を改善する作用を呈する。Al-Mn系化合物は、晶出時に針状のAl-Fe系化合物に作用してAl-Fe-Mn系の塊状化合物に形態変化させ、靱性の低下を抑制す

る。このような作用・効果は、0.2重量%以上のMn含有量で顕著になる。しかし、0.5重量%を超える過剰量のMnが含まれると、Al-Si-Fe-Mn系の粗大な化合物が晶出し、押出、鍛造等の塑性加工時に割れを誘発させる原因となり、強度や伸びの低下にも繋がる。粗大なAl-Si-Fe-Mn系化合物は、疲労破壊の核となるので常温及び高温疲労強度にとっても有害である。

【0008】Mg：0.3～1.0重量%

時効処理でMg₂Siとして析出し、合金材料の機械的強度を上昇させる。強度向上効果は、0.3重量%以上のMg含有量でみられ、Mg含有量の増量に応じて大きくなる。しかし、1.0重量%を超える過剰量のMgが含まれると、伸びの低下が著しく、塑性加工性も低下する。

Ti：0.01～0.2重量%

鑄造結晶粒を微細化するため、Al-Ti-B合金として添加される合金成分である。鑄造組織の微細化効果は、0.01重量%以上のTi含有量で顕著になる。鑄造結晶粒を微細化することにより、融点が高い金属間化合物が網目状となって粒界に晶出する。網目状の金属間化合物は、後続する鍛造加工によって細かく碎かれて分散し、耐熱性及び高温疲労強度を向上させる。しかし、0.2重量%を超える過剰量のTiを添加すると、AlTi₃の粗大な針状化合物が晶出して疲労破壊の核となり易く、強度及び伸びも低下する。

【0009】B：0.0002～0.02重量%

微細化剤として、Tiと共にアルミニウム合金溶湯に添加される成分である。しかし、多量のBはTi、V等と結合して疲労破壊の核となる粗大な金属間化合物を生成し易いことから、本発明では微細化効果との兼ね合いでB含有量を0.0002～0.02重量%の範囲に設定した。

P：0.005～0.02重量%

Si含有量13重量%以上の過共晶合金に添加される初晶Siの微細化剤として従来から使用されてきた成分であるが、P添加により共晶Siの粒径が大きくなる傾向が示される。初晶Siの微細化は、0.005重量%以上のP含有量で顕著になる。初晶Si及び共晶Siのサイズに及ぼすPの影響を種々調査・研究したところ、Si含有量11～13重量%の亜共晶組成ではP添加により初晶Siが微細化し、共晶Siが粗くなる結果、初晶Siと共晶Siの粒径差が小さくなり、分布状態も均一化されることを知見した。初晶Si及び共晶Siの均一分散は、高温域における機械的強度、疲労強度、耐摩耗性に有効である。しかし、P含有量が0.02重量%を超えると、溶湯にPの酸化物が混入し、疲労強度に有害な介在物が増加する傾向を示す。

Ca：0.005重量%以下

共晶Siを微細化する作用を呈する成分である。本発明

では、共晶Siを大きくして耐摩耗性に寄与させることから、共晶Siの微細化に影響を与えないようにCa含有量の上限を0.005重量%に規定した。また、Ca含有量を低減しているため、初晶Siを微細化するPの作用が効果的に発現される。

【0010】〔脱ガス処理〕鍛造加工されたアルミニウム合金製ピストンが多量のガスを含有していると、ガス起因のポロシティが鍛造によって潰されているとはいえ、200～250℃の高温域で使用しているとき含有ガスが一個所に集合して疲労クラックの核になり易い。高温域で使用するアルミニウム合金製ピストンの要求特性を考慮すると、ガス含有量0.25cc/100g-AI以下が有効であることが本発明者等による図1に示す実験結果から判った。ガス含有量を下げるため、本発明では、溶湯段階で溶融アルミニウム合金溶湯に粘性を生じさせないArガスを吹き込むことにより十分脱ガスする。この点、N₂ガスは、溶湯の粘性を高くするので好ましくない。Arガスの吹込みに際しては、750～800℃の温度域にアルミニウム合金溶湯を維持することが重要である。溶湯温度が750℃を下回ると溶湯に粘性が生じ、吹き込まれたArガスが抜けにくくなる。逆に800℃を超える溶湯温度では、炉の寿命が短くなる。Arガス吹込みによる脱ガスとしては、脱ガスユニットを備えた鑄造設備を使用し、たとえば金型に至る樋を流れる溶湯等に対し鑄造時に連続脱ガスする方式も採用できる。Arガスの吹込みには、吹き込まれたArガスを微細な気泡として溶湯中に分散させるため、回転ノズルを使用した噴射方式が好ましい。Arガスの微細気泡は、溶湯に含有されているH等のガス成分を吸着し、溶湯から浮上分離する。溶湯を効果的に脱ガスするため、0.05～0.20g/100g-AIのArガスを0.5～1.5時間かけて吹き込むことが必要である。既定値未満のArガス量及び吹込み時間ではArガス吹込みによる脱ガス効果が不充分であり、逆にArガス量及び吹込み時間が既定値を超えても脱ガス効果が飽和する。

【0011】〔溶湯の保持処理〕脱ガス処理が終了した溶湯を750～800℃の温度域で45分以上保持するとき、Al₂O₃、他の酸化物、レンガ屑、工具の保護剤等の介在物が溶湯から浮上分離する。介在物は、溶湯温度が高いほど溶湯から分離し易くなる。750℃未満の溶湯温度では、溶湯の粘性が大きく、介在物が浮上しにくい。また、45分に達しない保持時間では、介在物の浮上が十分に進行しない。しかし、800℃を超える溶湯温度では、炉壁耐火物の熱負荷が大きく、炉の寿命が短くなる。保持炉で脱ガス・除滓された溶湯は、樋を経て鑄型に注入される。樋を流れる溶湯を連続的に脱ガスし、フィルタ装置を通過させ、更に溶湯に浮遊している介在物を堰、フィルタカートリッジ等でトラップするとき、清浄度が一層高くなった溶湯が鑄型に注入され、

介在物の少ない鑄塊が得られる。

【0012】〔鑄造〕清浄化された溶湯は、鑄型内に注入され、所定形状の鑄塊に連続鑄造される。鑄造方式としては、デンドライトアームスペーシングを小さく（好ましくは50μm以下）するため溶湯の冷却速度を速めた方式、具体的にはDC鑄造が採用される。DC鑄造は、豎型鑄造又は横型鑄造の何れであっても良い。本発明で使用するアルミニウム合金は、Ti、Bを微細化剤として含んでいるので、微細な鑄造結晶粒をもつ鑄塊となる。しかし、本発明で規定した合金組成では鑄造組織が柱状晶になりやすいため、微細化処理によって等軸晶を可能な限り増加させることが好ましい。デンドライトアームスペーシングが小さく鑄造結晶粒が微細なため、融点の高いAl-Fe系、Al-Cu系、Al-Mn系、Al-Si-Fe(Mn)系等の金属間化合物は、網目状で細かく分散して鑄造結晶粒界及びデンドライトアーム境界に晶出する。晶出した金属間化合物が後工程の押出又は鍛造時に更に細かく碎かれてマトリックスに分散するため、鍛造品の耐熱強度が向上する。

【0013】鑄塊は、脱ガス、保持処理により介在物を低減したアルミニウム合金溶湯から得られたものであるため、持ち込まれた介在物が極めて少なくなっている。通常、鍛造品に混在する介在物は、0.1～3mmの長さを持ち、10倍ルーペで鑄塊の破面を調査すると、黒みがかって観察される。そこで、本発明者は、鑄塊の破面を10倍ルーペで観察し、カウントされた介在物の個数を単位面積当りに換算してK₁₀値を求めた。そして、K₁₀値と疲労強度との関係を調査したところ、K₁₀値が0.01個/cm²以下になると、疲労強度が顕著に向上することが判った。これに対し、K₁₀値が0.01個/cm²を超えると、介在物が疲労クラックの核になりやすく、ピストンに要求される高温疲労強度が得られない。鑄塊から押出工程を経て小径の丸棒を作り、丸棒から切り出されたスライス鍛造する。この場合には、最終形態であるピストンの形状を考慮すると、直径100～400mmの鑄塊が使用される。或いは、鑄塊表面の黒皮を面削で除去した後、押出工程を経ずに鑄塊からスライスを切り出し、鍛造することも可能である。この場合には、直径50～100mmの鑄塊が使用される。

【0014】〔均質化処理〕得られた鑄塊は、Si、Mg、Cuをマトリックスに十分固溶させて時効処理硬化を上げるため、490～510℃×3～5時間で均質化処理される。490℃未満の加熱温度や3時間に達しない加熱時間では、固溶化が十分に進行せず、Si、Mg、Cu等の有効量が時効処理時に不足しがちになる。しかし、510℃を超える加熱温度では部分的に融解（バーニング）する虞れがあり、5時間を超える長時間加熱では時間に見合った効果の上昇が見られず経済的でない。均質化処理された鑄塊は、200℃/時以上の冷却速度で冷却される。これにより、Si、Mg、Cuの

十分な量が固溶状態に維持され、時効処理時に強度付与に有効な析出量が確保される。冷却速度が $200^{\circ}\text{C}/\text{時}$ を下回ると、冷却過程で Mg_2Si 、 Al_2Cu 等が析出し易く、 Si 、 Mg 、 Cu 等の有効量が時効処理時に不足しがちになる。

【0015】【鍛造】均質化処理が終了した直径 $100\sim400\text{mm}$ の鋳塊は、押出用ピレットに切断され、鍛造用丸棒に押し出された後、所定のスライスに切り出される。直径が $50\sim100\text{mm}$ の鋳塊では、押出工程を経ることなく、面削により鋳塊表面の黒皮を除去した後、鍛造用スライスに切り出される。黒皮を除去することなく、鋳塊から切り出したスライスを鍛造に用いることも可能である。この場合、鍛造方向に平行な雌型の内面と雄型のポンチ部外面との間にメタル溜り部を設けた金型（特開平10-118735号公報）を使用すると、鍛造品への黒皮の混入が防止される。鍛造用スライスは、鍛造に先立って $400\sim500^{\circ}\text{C}$ に加熱され、熱間鍛造される。 $400\sim500^{\circ}\text{C}$ の温度域に鍛造用スライスを加熱するとき、鍛造金型内でメタルのスムーズな流動が促進され、鍛造時の圧力も冷間鍛造に比較して小さくて済む。

【0016】加熱された鍛造用スライスを鍛造金型にセットし、所定形状に鍛造加工する。鍛造により材料が練り上げられ、製品に靱性が付与される。また、鋳造時に生成した初晶 Si 、金属間化合物等の網目状晶出物が鍛造により細かく碎かれてマトリックスに分散するので耐熱性が向上する。なかでも、初晶 Si 及び金属間化合物を鍛造により平均粒径 $5\sim35\mu\text{m}$ に破碎してマトリックスに均一分散させると、疲労破壊の核となる初晶 Si 等の晶出物がなくなるので、常温及び高温疲労強度が改善される。鍛造後の組織に平均粒径 $35\mu\text{m}$ を超える晶出物が分布していると、疲労クラックの核になり易い。鍛造により大きな初晶 Si が平均粒径 $5\sim35\mu\text{m}$ のサイズに碎かれることも、耐摩耗性の改善に有効である。鍛造方式としては、固定したスライスにマンドレルを押し付けてメタルをマンドレルに沿って流動させる後方押出、固定したマンドレルにスライスを押し付けてメタルをマンドレルに沿って流動させる前方押出の何れも採用可能である。

【0017】【熱処理】鍛造品は、ピストンとして要求される機械的性質を付与するため、 $490\sim510^{\circ}\text{C}\times3\sim5$ 時間の溶体化処理を施した後、水焼入れし、 $160\sim180^{\circ}\text{C}\times6\sim10$ 時間の時効処理される。溶体化処理では、 Mg 、 Si 、 Cu 等をマトリックスに十分固溶させる。水焼入れにより Mg 、 Si 、 Cu 等の固溶状態を常温まで維持し、時効処理によって Mg_2Si 、 Al_2Cu 等として析出させ、所定の強度を付与する。また、鍛造品を寸法変化防止のため溶体化処理せずに $190\sim200^{\circ}\text{C}\times5\sim7$ 時間の時効処理を施し、強度を付与することもできる。時効処理された鍛造品は、必要個

所が機械加工され、製品ピストンに仕上げられる。

【0018】

【実施例】所定組成に成分調整したアルミニウム合金溶湯を 770°C に維持し、溶湯に浸漬した回転ノズルから $0.1\text{g}/100\text{g}-\text{Al}$ の Ar ガスを40分噴射させて脱ガスした。次いで、溶湯を 760°C に60分間保持して介在物を浮上分離した後、直径 86mm 、長さ 5m の鋳塊に堅型DC鋳造した。鋳塊に $500^{\circ}\text{C}\times4$ 時間の均質化処理を施し、冷却速度 $250^{\circ}\text{C}/\text{時}$ でファンにより強制空冷した。冷却後の鋳塊表面を厚さ 2mm 面削し、長さ 21mm の鍛造用スライスを切り出した。概略を図2に示す後方押出方式の鍛造装置に鍛造用スライス1をセットした。鍛造に先立って、鍛造用スライス1を 460°C に加熱すると共に、ポンチを備えた下型2及び金型3を $200\sim250^{\circ}\text{C}$ に加熱した。下型2上の鍛造用スライス1に上方からマンドレル4を押し込み、 350 トンの加圧力を鍛造用スライス1に加えた。マンドレル4の先端が鍛造用スライス1に食い込み、メタルが矢印Fで示すようにマンドレル4に沿って上方に流れた。マンドレル4を所定位置まで降下させた後、マンドレル4を引き抜くと同時に下型2に内蔵したポンチを上昇させ、直径 84mm 、高さ 47mm のピストン形状をもつ鍛造品を金型3から取り出した。このときの据込み率は、ヘッド部で 76% であった。

【0019】鍛造品に $500^{\circ}\text{C}\times4$ 時間の溶体化処理を施し、水焼入れし、 $170^{\circ}\text{C}\times8$ 時間で時効処理した。時効処理後の組織を観察し、ガス含有量を測定すると共に、機械的性質を調査した。なお、ガス含有量は、時効処理後の鍛造品からサンプルを切り出し、ランズレー法で測定した。介在物に関しては、鍛造品をハンマーで破断しなかったため、鋳造棒から切り出したスライスをハンマーで割り、破面を10倍ルーペで観察して介在物の個数をカウントし、 K_{10} 値を求めた。観察面積は、両破面合せて 20cm^2 とした。得られたピストンの組成を表1に示す。表中、比較合金A、Bは初晶 Si をPで微細化しなかった例であり、そのうち比較合金Aは共晶 Si をSbで微細化した。表2には、時効処理後にミクロ組織を観察した結果、ガス含有量を示す。表3には、引張強さ及び疲労強度の測定結果を示す。

【0020】表3から明らかなように、本発明品C～Fは、比較品A、Bに比べて高温での引張強さ及び疲労強度が大きくなっている。比較品Aは現状の鍛造ピストンに相当する組成をもつが、Pで初晶 Si を微細化していないため、初晶 Si の平均粒径が表2に示すように大きく、共晶 Si はSbで微細化されているため小さかった。その結果、大きな初晶 Si が疲労クラックの核となって作用し、高温疲労強度が劣る表3の結果となって現れたものと推察される。しかも、比較品Aは Cu 及び Fe の含有量が少ないため、本発明品に比較して高温強度が劣っている。比較品Bは Cu 、 Mn 、 Ti の含有量が

少ないため、高融点晶出物の量が少なく、高温強度が低い値を示している。しかも、Cuが極端に少ないため共晶点からのズレが小さく、従って初晶Siが少なく疲労強度も劣っていた。これに対し、本発明品C～Gは、常温及び高温の何れにおいても優れた引張強さ及び疲労強

度を示した。この機械的性質を表2の晶出物測定結果と照らし合わせると、鍛造後の初晶Si、共晶Si及び金属間化合物を適正サイズに制御することが機械的強度、疲労強度及び耐熱性の向上に有効ことが判る。

【0021】

表1：製造されたアルミニウム合金製ピストンの成分・組成

試料 記号	合金成分及び含有量 (重量%)									区 分
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	B	Sb	P	
A	10.5	0.18	3.0	0.7	0.5	0.1	0.0070	0.15	0	比較 例
B	11.2	0.21	0.9	0.0	1.0	0.0	0.0060	0	0	
C	11.1	0.22	3.5	0.3	0.5	0.1	0.0020	0	0.0065	本 発 明 例
D	12.5	0.41	4.1	0.2	0.8	0.2	0.0041	0	0.0082	
E	11.7	0.36	4.0	0.2	0.8	0.2	0.0037	0	0.0098	
F	12.1	0.83	4.5	0.3	0.8	0.1	0.0025	0	0.0085	
G	11.9	0.82	4.5	0.5	0.9	0.2	0.0041	0	0.0093	

【0022】

表2：時効処理されたアルミニウム合金製ピストンのマイクロ組織

試料 記号	晶出物の平均粒径 (μm)		ガス含有量 (cc/100g-Al)	K ₁₀ 値	区 分
	初晶Si	共晶Si及び他の金属間化合物			
A	120	3.8	0.19	0.004	比較 例
B	18	4.2	0.20	0.005	
C	30	6.2	0.15	0.005	本 発 明 例
D	28	5.8	0.19	0.002	
E	29	6.3	0.21	0.006	
F	27	6.2	0.22	0.003	
G	29	5.7	0.18	0.001	

【0023】

表3：時効処理されたアルミニウム合金製ピストンの機械的特性

試料 記号	引張強さ (MPa)				疲労強度 (MPa)				区 分
	室温	150℃	200℃	250℃	室温	150℃	200℃	250℃	
A	471	343	196	98	165	137	96	62	比較 例
B	382	275	206	88	154	129	91	60	
C	481	373	216	95	168	139	107	67	本 発 明 例
D	476	403	270	115	167	139	108	67	
E	483	409	272	117	169	140	109	68	
F	482	407	271	114	168	139	108	68	
G	485	408	273	117	169	141	109	69	

疲労強度は、 10^7 サイクルの値で示す。

【0024】 次いで、表1の組成Dをもつアルミニウム

合金溶湯を脱ガスした後、720℃と比較的低い温度に

15分の短時間で保持処理し、その他は同じ条件下でピストンを製造した。得られたピストンは、ガス含有量が0.20cc/100g-Alと少ないものの、介在物個数がK10値で0.25個/cm²と多かった。また、高温疲労強度は、250℃で56MPa(10⁷サイクル)と低い値を示した。低い高温疲労強度は、多量の介在物が疲労クラックの核として作用した結果と推察される。

【0025】更に、表1の組成Eをもつアルミニウム合金溶湯を760℃で15分脱ガスしたのみで、本発明品と同じ条件下で介在物を除去し、ピストンを製造した。得られたピストンのガス含有量は0.35cc/100g-Alと多く、介在物個数はK10=0.003個/cm²と小さな値を示した。高温疲労強度は、250℃で

59MPa(10⁷サイクル)と低い値を示した。低い高温疲労強度は、ピストンに含有されている多量のガスに原因があるものと推察される。各ピストンの耐摩耗性を調査したところ、表4に示すように、本発明品C~Gは、従来の比較品A、BとSi含有量が同じレベルでありながら、比較品A、Bよりも良好な耐摩耗性を示した。これは、比較品A、Bの共晶Siが平均粒径3.8μm、4.2μmと小さいが、本発明品C~GではP処理により共晶Siの粒径を大きくし、比較的多量のFe、Cuを含んでいるため、共晶SiやFe、Cu系の晶出物が耐摩耗性の向上に寄与しているものと推察される。

【0026】

表4：各合金から鍛造で作られたピストンの耐摩耗性

区分	試料記号	比摩耗量 (×10 ⁻⁷ mm ² /kg)
比較合金	A	7.95
	B	9.94
本発明合金	C	6.08
	D	6.23
	E	6.12
	F	6.11
	G	6.14

(試験条件)

試験機：大越式

摩耗子：FC30

荷重：2.1kg

回転速度：1.2m/秒

回転距離：600m

【0027】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明のアルミニウム合金製ピストンは、成分・組成が特定された系において、鑄造時に晶出した初晶Si、共晶Si、金属間化合物を適正サイズに制御して均一分散させた鍛造組織にすると共に、ガス含有量及び介在物個数を低く抑えている。これにより、常温及び高温共に優れた機械的強度及び疲労強度を示し、軽量性を活かし且つ熱負荷が大き

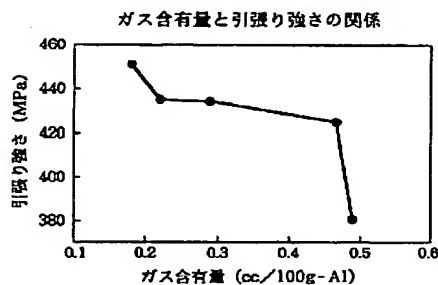
くなる傾向にあるエンジン用のピストンとして使用される。

【図面の簡単な説明】

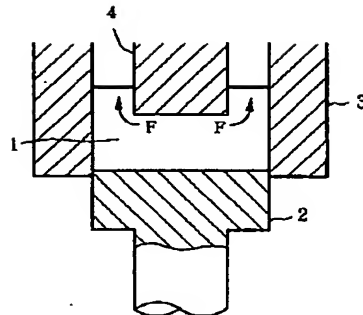
【図1】 引張強さに及ぼすガス含有量の影響を表わしたグラフ

【図2】 鍛造金型にセットしたスライスをピストンに鍛造する説明図

【図1】



【図2】



1: 鋳造用スライス
 2: ポンチを備えた下型
 3: 金型
 4: マンドレル
 F: メタルの流れ

フロントページの続き

(51) Int. Cl. 7	識別記号	F I	テ-マコード (参考)
C 2 2 C 32/00		C 2 2 C 32/00	R
C 2 2 F 1/043		C 2 2 F 1/043	
F 0 2 F 3/00		F 0 2 F 3/00	G
	3 0 2		3 0 2 Z
F 1 6 J 1/01		F 1 6 J 1/01	
// C 2 2 C 1/02	5 0 3	C 2 2 C 1/02	5 0 3 J
C 2 2 F 1/00	6 0 3	C 2 2 F 1/00	6 0 3
	6 3 0		6 3 0 D
	6 5 0		6 5 0 D
	6 5 1		6 5 1 B
	6 8 1		6 8 1
	6 8 2		6 8 2
	6 8 3		6 8 3
	6 9 1		6 9 1 B
			6 9 1 C
	6 9 2		6 9 2 A

(72) 発明者 山田 達
 静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号
 日本軽金属株式会社グループ技術センター
 内

Fターム(参考) 3J044 AA01 AA02 BA04 BC02 DA09
 EA01 EA04
 4E014 NA08